

Verfahren zum Erzeugen von Warmbändern aus Leichtbaustahl

Beschreibung

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Erzeugen von Warmbändern aus einem umformbaren, insbesondere gut kalt tiefziehfähigen Leichtbaustahl gemäß dem Oberbegriff des Patentanspruches 1.

Der heiß umkämpfte Automobilmarkt zwingt die Hersteller ständig nach Lösungen zur Senkung des Flottenverbrauches unter Beibehaltung eines höchstmöglichen Komforts zu suchen. Dabei spielt die Gewichtsersparnis eine entscheidende Rolle. Diesem Wunsch versuchen die Lieferanten insbesondere für den Karosseriebereich dadurch Rechnung zu tragen, dass durch den Einsatz höherfester Stähle die Wanddicken reduziert werden können, ohne Einbußen der Beulsteifigkeit sowie der Umformung durch Tief- und/oder Streckziehen und der Beschichtung in Kauf nehmen zu müssen.

Ein Lösungsansatz dazu ist in der EP 0 889 144 A1 veröffentlicht. In dieser Schrift wird ein kaltumformbarer, insbesondere gut tiefziehfähiger, austenitischer Leichtbaustahl vorgeschlagen, der eine Zugfestigkeit bis 1100 MPa aufweist. Die Hauptelemente dieses Stahles sind Si, Al und Mn im Bereich 1 - 6 % Si, 1 bis 8 % Al und 10 bis 30 % Mn, Rest Eisen einschließlich üblicher Stahlbegleitelemente.

Der hohe Umformgrad wird durch TRIP- (Transformation Induced Plasticity) und TWIP- (Twinning Induced Plasticity) Eigenschaften des Stahles erreicht. Stähle mit hohen Mn-Gehalten neigen zu Seigerungen, wie sie beim konventionellen Stranggießen durch Biegung, Ausbauchung des Stranges, Sedimentation und Saugseigerung im Sumpfspitzenbereich vorkommen.

Die auf diese Weise entstehende Makroseigerung, die auch zu intermetallischen Phasen führen kann, führt zu schwerwiegenden Bandfehlern beim Warmwalzen.

Hochlegierte Stähle neigen grundsätzlich auch zu Innenrissen, die letztlich Markroseigerungsfehler darstellen. Diese resultieren z. B. aus Biegebeanspruchungen während des Herstellungsprozesses.

Stähle mit hohen Al-Gehalten lassen sich mit konventionellen Gießpulvern nicht vergießen, da Al im besonderen Maße das SiO_2 im Gießpulver reduziert und somit zu einer verschlechterten Reibung zwischen Strangschale und Kokille führt.

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zum Erzeugen von Warmbändern aus einem umformbaren, insbesondere gut kalt tiefziehfähigem Leichtbaustahl anzugeben, das die zuvor geschilderten Nachteile vermeidet.

Diese Aufgabe wird ausgehend vom Oberbegriff in Verbindung mit den kennzeichnenden Merkmalen des Anspruches 1 gelöst.

Nach der Lehre der Erfindung weist der Stahl Gehalte in Masse % für

C 0,04 bis \leq 1,0

Al 0,05 bis $<$ 4,0

Si 0,05 bis \leq 6,0

Mn 9,0 bis \leq 30,0

auf, Rest Eisen einschließlich üblicher Stahlbegleitelemente und bei dem eine Schmelze in einer horizontalen Bandgießanlage endabmessungsnah sowie strömungsberuhigt und biegefrei zu einem Vorband im Bereich zwischen 6 und 15 mm vergossen und anschließend einer Weiterbehandlung zugeführt wird. Optional können je nach Anforderung Cr, Cu, Ti, Zr, V und Nb der Stahlschmelze zugegeben werden.

Der erfindungsgemäße Stahl ist gefügemäßig entweder als stabilisierter γ -Kristall oder als teilstabilisierter γ -Mischkristall mit definierter Stapelfehlerenergie ausgeprägt, der einen z. T. multiplen TRIP-Effekt zeigt.

Der letztgenannte Effekt ist die spannungs- oder dehnungsinduzierte Umwandlung eines flächenzentrierten γ -Mischkristalls in ein martensitisches ε -Gefüge mit hexagonaler dichtester Kugelpackung, der dann zum Teil in einen raumzentrierten α -Martensit und Restaustenit transformiert.

$$\gamma_{fcc} \rightarrow \varepsilon \frac{M_s}{hcp} \rightarrow \alpha \frac{M_s}{bcc}$$

fcc = face centred cubic

bcc = body centred cubic

hcp = hexagonal closed packed

Zahlreiche Versuche haben zur Erkenntnis geführt, dass im komplexen Zusammenspiel zwischen Al, Si und Mn dem Kohlenstoffgehalt eine überragende Bedeutung zukommt. Es erhöht zum Einen die Stapelfehlerenergie und erweitert zum Anderen den metastabilen Austenitbereich. Dadurch wird die verformungsinduzierte Martensitbildung und die damit verbundene Verfestigung gehemmt und auch die Duktilität gesteigert.

Weitere Verbesserungen lassen sich erreichen durch gezielte Zugaben von Kupfer und/oder Chrom. Mit der Zugabe von Kupfer wird der ε -Martensit stabilisiert und die Verzinkbarkeit verbessert. Zudem erhöht Kupfer die Korrosionsbeständigkeit des Stahles. Auch Chrom stabilisiert den ε -Martensit und verbessert die Korrosionsbeständigkeit.

Der Vorteil des vorgeschlagenen Leichtbaustahles ist darin zu sehen, dass durch gezielte Legierungszusammensetzung und Wahl der Prozessparameter wie Umformgrad und Wärmebehandlung ein breites Spektrum von Festigkeits- und Duktilitätsanforderungen abgedeckt werden kann, wobei Zugfestigkeiten bis 1400 MPa möglich sind. Dabei spielt die Kohlenstoffzugabe eine Schlüsselrolle.

Bislang wurde in der Fachwelt die Meinung vertreten, den Kohlenstoffgehalt möglichst auf Null zu setzen, um die Bildung von κ -Karbiden zu vermeiden. Die Erfindung überwindet dieses Vorurteil durch den Vorschlag eines ausgewogenen Verhältnisses der Zugabe von Aluminium und Mangan, das auch eine gezielte Zugabe von Kohlenstoff gestattet.

Für das Phänomen "delayed fracture", das bei Stählen mit überwiegend TRIP-Eigenschaften auftreten kann, spielt der Wasserstoffgehalt im Stahl eine wichtige Rolle. Das Phänomen äußert sich darin, dass z. B. an tiefgezogenen Näpfen nach einiger Zeit im Kantenbereich Risse auftreten. Der Rissbildungsvorgang kann sich über mehrere Tage hinziehen.

Aus diesem Grunde wird vorgeschlagen, den Wasserstoffgehalt auf < 20 ppm vorzugsweise auf < 5 ppm zu begrenzen. Dieses lässt sich durch eine sorgfältige Behandlung während der Erschmelzung erreichen, z. B. durch eine spezielle Spül- und Vakuumbehandlung.

Je nach Anforderung kann es erforderlich sein, den Leichtbaustahl überwiegend mit TRIP oder mit TWIP-Eigenschaften auszustatten. Dies kann man am einfachsten durch Steuerung des Mn-Gehaltes erreichen. Wird der untere Bereich von etwa 9 - 18 % gewählt, dann ist ein Endprodukt mit überwiegend TRIP-Eigenschaften zu erwarten, wird hingegen der obere Bereich mit etwa 22 - 30 % bevorzugt, überwiegen die TWIP-Eigenschaften. Wie schon zuvor erwähnt, ist diese Steuerung auch durch gezielte Zugabe anderer Elemente, insbesondere Kohlenstoff, möglich. In diesem Zusammenhang sei erwähnt, dass unter dem Blickwinkel einer ausreichenden Korrosionsbeständigkeit für den unteren angegebenen Mn-Bereich ein höherer Cr-Gehalt und für den oberen Mn-Bereich ein niedrigerer Cr-Gehalt vorteilhaft ist.

Verfahrenstechnisch wird vorgeschlagen, die Strömungsberuhigung dadurch zu erreichen, dass eine mitlaufende elektromagnetische Bremse eingesetzt wird, die dafür sorgt, dass im Idealfall die Geschwindigkeit des Schmelzenzulaufs gleich der Geschwindigkeit des umlaufenden Förderbandes ist.

Die als nachteilig angesehene Biegung während der Erstarrung wird dadurch vermieden, dass die Unterseite des die Schmelze aufnehmenden Gießbandes sich auf einer Vielzahl von nebeneinander liegenden Rollen abstützt. Verstärkt wird die Abstützung in der Weise, dass im Bereich des Gießbandes ein Unterdruck erzeugt wird, so dass das Gießband fest auf die Rollen gedrückt wird.

Um diese Bedingungen während der kritischen Phase der Erstarrung aufrecht zu erhalten, wird die Länge des Förderbandes so gewählt, dass am Ende des Förderbandes vor dessen Umlenkung das Vorband weitestgehend durcherstarrt ist.

Am Ende des Förderbandes schließt sich eine Homogenisierungszone an, die für einen Temperatúrausgleich und möglichen Spannungsabbau genutzt wird. Danach folgt eine Weiterbehandlung, die ein direktes Aufcoilen des Vorbandes sein kann oder aus einem vorgeschalteten Walzprozess besteht, um die erforderliche Umformung von mindestens 50 % vorzugsweise von $> 70\%$ aufzubringen.

Das direkte Aufcoilen des Vorbandes hat den Vorteil, dass man die Gießgeschwindigkeit hinsichtlich optimaler Erstarrungsbedingungen wählen kann, unabhängig vom Takt des nachfolgenden Walzprozesses.

Andererseits kann es insbesondere aus wirtschaftlichen Gründen (hohe Produktivität) vorteilhaft sein, den erfindungsgemäßen Werkstoff direkt nach dem Gießen inline ganz oder teilweise bis auf seine endgültige Dicke zu walzen.

Bei der Bildung der Strangschale zu Beginn der Erstarrung kann es lokal zu Abhebungen der Strangschale vom umlaufenden Band der Bandgießanlage kommen. Dies führt unter Umständen zu unzulässigen Unebenheiten der Unterseite des erzeugten Vorbandes. Um dies zu vermeiden, ist es erforderlich für alle Flächenelemente der sich bildenden Strangschale eines sich über die Breite des Förderbandes erstreckenden Streifens möglichst gleiche Abkühlbedingungen zu gewährleisten. Dies kann man durch eine Konditionierung der Oberseite des umlaufenden Bandes erreichen, z. B. durch eine gezielte Strukturierung oder durch Aufbringen einer thermisch isolierenden Trennschicht.

Eine der vorgenannten Strukturierungsmaßnahmen ist z. B. ein Sandstrahlen oder Bürsten der Oberseite des umlaufenden Bandes. Ein Beispiel für die thermisch isolierende Trennschicht ist die Beschichtung durch Plasmaspritzen mit beispielsweise Aluminiumoxid oder Zirkonoxid. Ein weiteres Ausführungsbeispiel für eine Strukturierung ist das Aufprägen einer Noppenstruktur, z. B. mit nach oben gerichteten Noppen von einigen 100 µm Höhe und einigen Millimeter Durchmesser sowie einem Abstand der Noppen von einigen Millimetern.

Anhand eines Ausführungsbeispiels werden die erreichbaren Werte demonstriert.
Ausgehend von einem Stahl mit der Analyse

C = 0,06 %

Mn = 15,5 %

Al = 2,0 %

Si = 2,6 %

H₂ = 4 ppm

wurde ein Warmband mit einer Dicke von 2,5 mm erzeugt.

Die in Walzrichtung liegende Zugprobe ergab eine Zugfestigkeit von 1046 MPa und eine Dehnung (A₈₀) von 35 %. In Abhängigkeit vom Umformgrad und Wärmebehandlung kann die Zugfestigkeit bis über 1100 MPa und die Dehnung (A₈₀) über 40 % gesteigert werden.

Ein zweites Beispiel zeigt die Möglichkeit, wie man durch Anhebung des Kohlenstoffgehaltes bei nahezu gleichem Mn-Gehalt die Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften gegeneinander verschieben kann.

Der Stahl dieses Ausführungsbeispiels weist folgende Gehalte auf

C = 0,7 %
Mn = 15 %
Al = 2,5 %
Si = 2,5 %
H₂ = 3 ppm

Das aus diesem Stahl hergestellte Kaltband von 1,0 mm wurde unter Schutzgas bei 1050 °C und einer Haltezeit von 15 Minuten rekristallisierend gegläht. Die Zugfestigkeit ist auf 817 MPa abgesunken, dafür aber die A80-Dehnung auf 60 % gestiegen. Dies bedeutet, dass trotz des niedrigen Mn-Gehaltes durch die höhere Kohlenstoffzugabe der Stahl mehr in den Bereich mit TWIP-Eigenschaften verschoben worden ist.

Ein weiteres Beispiel zeigt die Ergebnisse mit hohem Mn-Gehalt und niedrigem Kohlenstoffgehalt. Die Gehalte betrugen

C = 0,041 %
Mn = 25 %
Al = 3,4 %
Si = 2,54 %
H₂ = 4 ppm

Nach einer vergleichbaren Wärmebehandlung wie zuvor beschrieben, betrug die Zugfestigkeit im Mittel 632 MPa und die A80-Dehnung 57 %. Auch dieses Beispiel zeigt deutlich, dass man mit hohen Mn-Gehalten die Dehnung stark steigern kann, dies aber immer zulasten der Festigkeit geht, solange der Kohlenstoffgehalt niedrig ist.

Insgesamt zeigen die drei Beispiele die Variationsbreite hinsichtlich Festigkeit und Dehnung, wobei dem Mn- und C-Gehalt eine Schlüsselrolle zukommt. Überlagert wird der Analyseneinfluss noch durch Behandlungen des Warmbandes in Form von Glühen und/oder durch kombiniertes Kaltumformen (z. B. Walzen, Strecken, Tiefziehen) und Zwischenglühen bzw. Endglühen.

Patentansprüche

1. Verfahren zum Erzeugen von Warmbändern aus einem umformbaren, insbesondere gut kalt tiefziehfähigen Leichtbaustahl, bestehend aus den Hauptelementen Si, Al und Mn, der eine hohe Zugfestigkeit und TRIP- und/oder TWIP-Eigenschaften aufweist dadurch gekennzeichnet,
dass die Gehalte in Masse-% für
C 0,04 bis \leq 1,0
Al 0,05 bis $<$ 4,0
Si 0,05 bis \leq 6,0
Mn 9,0 bis \leq 30,0
betragen, Rest Eisen einschließlich üblicher stahlbegleitender Elemente, und bei dem eine Schmelze in einer horizontalen Bandgießanlage endabmessungsnah sowie strömungsberuhigt und biegefrei zu einem Vorband im Bereich zwischen 6 und 15 mm vergossen und anschließend einer Weiterbehandlung zugeführt wird.
2. Verfahren nach Anspruch 1
dadurch gekennzeichnet,
dass der Kohlenstoffgehalt 0,06 bis \leq 0,7 % beträgt.
3. Verfahren nach Anspruch 1 und 2
dadurch gekennzeichnet,
dass der Stahl Cr bis \leq 6,5 % enthält.
4. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 3
dadurch gekennzeichnet,
dass der Mn-Gehalt 9 - 18 % beträgt.
5. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 3
dadurch gekennzeichnet,
dass der Mn-Gehalt 18 - 22 % beträgt.
6. Verfahren nach den Ansprüchen 3 - 5
dadurch gekennzeichnet,
dass der Cr-Gehalt 0,3 - 1,0 % beträgt.

7. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 3
dadurch gekennzeichnet,
dass der Mn-Gehalt 22 - 30 % beträgt.
8. Verfahren nach Anspruch 3 und 7
dadurch gekennzeichnet,
dass der Cr-Gehalt 0,05 - 0,2 % beträgt.
9. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 8
dadurch gekennzeichnet,
dass der Si-Gehalt 2,0 - 4,0 % beträgt.
10. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 9
dadurch gekennzeichnet,
dass der Al-Gehalt 2,0 - 3,0 % beträgt.
11. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 10
dadurch gekennzeichnet,
dass der Wasserstoffgehalt < 20 ppm beträgt.
12. Verfahren nach Anspruch 11
dadurch gekennzeichnet,
dass der Wasserstoffgehalt < 5 ppm beträgt.
13. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 12
dadurch gekennzeichnet,
dass optional Cu bis ≤ 4 % enthalten ist.
14. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 13
dadurch gekennzeichnet,
dass optional Titan und Zirkon in Summe bis $\leq 0,7$ % enthalten sind.
15. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 12
dadurch gekennzeichnet,
dass optional Niob und Vanadin in Summe bis $\leq 0,06$ % enthalten sind.

16. Verfahren nach den Ansprüchen 14 und 15
dadurch gekennzeichnet,
dass optional Titan, Zirkon, Niob und Vanadin in Summe bis $\leq 0,8$ % enthalten sind.
17. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 16
dadurch gekennzeichnet,
dass die Geschwindigkeit des Schmelzenzulaufs gleich der Geschwindigkeit des umlaufenden Förderbandes ist.
18. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 17
dadurch gekennzeichnet,
dass für alle Flächenelemente der mit Beginn der Erstarrung sich bildenden Strangschale eines sich über die Breite des Förderbandes erstreckenden Streifens etwa gleiche Abkühlbedingungen gegeben sind.
19. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 18
dadurch gekennzeichnet,
dass die auf das Förderband aufgegebene Schmelze am Ende des Förderbandes weitestgehend durcherstarrt ist.
20. Verfahren nach Anspruch 1 und 19
dadurch gekennzeichnet,
dass nach der Durcherstarrung und vor Beginn der Weiterbehandlung das Vorband eine Homogenisierungszone durchläuft.
21. Verfahren nach Anspruch 1 und 20
dadurch gekennzeichnet,
dass die Weiterbehandlung ein Aufcoilen des Vorbandes ist.
22. Verfahren nach Anspruch 1 und 20
dadurch gekennzeichnet,
dass das Vorband in line einem Walzprozess unterworfen und danach aufgewickelt wird.
23. Verfahren nach Anspruch 22
dadurch gekennzeichnet;
dass der Umformgrad mindestens 50 %, vorzugsweise > 70 %, beträgt.